

STUDY OF Y-AL-O SYSTEM COATING DEPOSITED ON INCONEL 718 ALLOY

*Alexey Andreevich Maslov ^a, Almaz Yunirovich Nazarov,
Alina Mansurovna Khusainova, Kamil Nurullaevich Ramazanov*

Ufa University of Science and Technology, Zaki Validi str. 32, 450076, Ufa, Russia

^a alexey.maslov2011@gmail.com

ABSTRACT

Today the requirements for aircraft gas turbine engines are constantly increasing, in particular, to their fuel efficiency, noise level and weight. A key factor in meeting these requirements, in addition to design solutions, are the materials used in the engine, especially in its hot part, which allow increasing the operating temperature and efficiency of the engine. Currently, complexly alloyed nickel alloys with a given structure are used in aircraft engine turbines; however, their ability to resist corrosion and fatigue failure is close to exhaustion and is limited by a temperature of ~1150 °C on the alloy surface. Therefore, the development of new alloys and coatings that can operate at higher temperatures in turbines of aircraft engines continues. This paper presents the results of studies of the structure and phase composition of heat-resistant coatings based on the Y-Al-O system deposited on the Inconel 718 alloy, using scanning electron microscope, X-ray diffractometer and in situ imaging during heating by a VEPP-3 synchrotron radiation source. A coating based on the Y-Al-O system was deposited on nickel alloy and molybdenum samples by cathode-arc deposition from two single-component yttrium and aluminum cathodes in a mixture of oxygen and argon. The results of the study of the phase composition showed that after deposition in the medium of reaction gases, the Y-Al-O coating had an amorphous structure. Subsequent heating in air leads to the crystallization of the coating with the formation of Y-Al-O mixed oxides, which have a dense structure, the analysis of which was carried out using a scanning electron microscope. Using synchrotron radiation, phase transformations in the coating were studied when the sample was heated to 1300 °C and held for one hour in air.

KEYWORDS

Plasma treatment; cathodic arc deposition; heat-resistant coating.

**ИЗУЧЕНИЕ ПОКРЫТИЯ СИСТЕМЫ Y-AL-O, НАНЕСЕННОГО
НА СПЛАВ INCONEL 718**

*Алексей Андреевич Маслов ^a, Алмаз Юнирович Назаров,
Алина Мансуровна Хусаинова, Камиль Нуруллаевич Рамазанов*

Уфимский университет науки и технологий, Россия, 450076, Уфа, ул. Заки Валиди, 32

^a alexey.maslov2011@gmail.com

АННОТАЦИЯ

На сегодняшний день требования к авиационным газотурбинным двигателям постоянно возрастают, в частности к их топливной эффективности, уровню шума и массе. Ключевым фактором, обеспечивающим выполнение этих требований, помимо конструкторских решений, являются используемые в двигателе материалы, особенно в его горячей части, которые позволяют повысить рабочую температуру и КПД двигателя. На данный момент в турбинах авиационных двигателей используются сложнолегированные никелевые сплавы с заданной структурой, однако их возможности сопротивления коррозии и усталостному разрушению близки к исчерпанию и ограничены температурой ~ 1150 °С на поверхности сплава. Поэтому продолжается разработка новых сплавов и покрытий, способных работать при более высоких температурах в турбинах авиадвигателей. В данной работе представлены результаты исследований структуры и фазового состава жаростойких покрытий на основе системы Y-Al-O, нанесенных на сплав Inconel 718, при помощи съемки на растровом электронном микроскопе, рентгеновском дифрактометре и *in situ* съемке при нагреве на источнике синхротронного излучения ВЭПП-3. Покрытие на основе системы Y-Al-O было нанесено на образцы из никелевого сплава и молибдена методом катодно-дугового осаждения с двух однокомпонентных катодов из иттрия и алюминия в смеси кислорода и аргона. Результаты исследования фазового состава показали, что после осаждения в среде реакционных газов покрытие Y-Al-O имеет аморфную структуру. Последующий нагрев на воздухе приводит к кристаллизации покрытия с формированием смешанных оксидов Y-Al-O, имеющих плотную структуру, анализ которой проведен при помощи растрового электронного микроскопа. При помощи синхротронного излучения исследованы фазовые превращения в покрытии при нагреве образца до 1300 °С и выдержки в течении одного часа на воздухе.

КЛЮЧЕВЫЕ СЛОВА

Плазменная обработка; вакуумно-дуговое осаждение; жаростойкое покрытие.

Введение

В современных газотурбинных двигателях используют многослойные керамические термобарьерные покрытия для защиты деталей, работающих в экстремальных условиях, таких как высокая температура и высокие динамические нагрузки [1, 2]. Применение термобарьерных покрытий данного типа позволяет повысить технические характеристики газотурбинного двигателя, в том числе межремонтный ресурс и температуру рабочего газа [3, 4]. Обычно термобарьерные покрытия (ТБП) наносят на жаропрочные сложнолегированные сплавы на основе никеля с заданной структурой на

основе никеля, рабочая температура которых может достигать до 1150 °С [5–9]. Как правило, подобные покрытия являются многослойными, поскольку на поверхность детали наносят сначала жаростойкий связующий слой, обычно это сплавы систем MCrAlY (M = Ni, Co) и Ni(Pt)-Al. Далее поверх жаростойкого связующего сплава наносят теплобарьерный керамический слой, который обеспечивает защиту сплава от температуры до ~ 1200 °С. На сегодняшний день широко используют покрытие на основе диоксида циркония ZrO₂, стабилизированного оксидом иттрия [10]. Покрытие YSZ обладает одним из самых низких среди всех керамических

материалов коэффициентом удельной теплопроводности при повышенной температуре ($\leq 2,3 \text{ Вт}/(\text{м}\cdot^\circ\text{C})$ при 1000°C) [11, 12], при этом имеет относительно высокий температурный коэффициент линейного расширения $11\cdot 10^{-6} \text{ C}^{-1}$, что способствует снижению напряжений, возникающих в результате расхождения коэффициентов расширения между керамическим покрытием и материалом изготовления лопатки [13–15]. Однако применение покрытий YSZ становится невозможным при температуре выше 1200°C вследствие дестабилизации тетрагональной фазы и, как следствие, фазового перехода с изменением объема до 10%, высокой анионной проводимостью и высокой скоростью спекания с деградацией термобарьерных свойств [16]. Также смесь оксидов $\text{Y}_2\text{O}_3\cdot\text{ZrO}_2$ обладает высокой концентрацией вакансий ионов кислорода, которая при высокой температуре способствуют переносу кислорода и окислению связующего подслоя на границе раздела «керамика-связующее покрытие», что приводит к сколу внешнего слоя, этот феномен является основной причиной разрушения ТЗП [17].

Поиск состава нового термобарьерного покрытия, которое будет сохранять свои свойства при температуре выше 1200°C , является актуальной задачей на сегодняшний день. На данный момент активно исследуются алюминаты, силикаты и цирконаты редкоземельных металлов, таких как иттрий, иттербий, лантан, гадолиний и др., с целью их применения в новых поколениях ГТД в совокупности с новыми конструкционными материалами лопаток турбины [18, 19]. Основным требованием к теплозащитным покрытиям следующего поколения является низкая теплопроводность, значение которой должно составлять менее $1,2 \text{ Вт}\cdot\text{м}^{-1}\cdot\text{C}^{-1}$, а также скорость окисления менее $1,5 \text{ мг}\cdot\text{см}^{-3}$.

Одним из кандидатов на замену покрытий YSZ является система оксидов Y-Al-O. На данный момент в этой системе изучены три стабильных соединения – $\text{Y}_3\text{Al}_5\text{O}_{12}$ (YAG), YAlO_3 (YAP) и $\text{Y}_4\text{Al}_2\text{O}_9$ (YAM). Результаты моделирования показали, что соединение $\text{Y}_4\text{Al}_2\text{O}_9$ имеет меньшую теплопроводность, чем $\text{Y}_3\text{Al}_5\text{O}_{12}$ и YAlO_3 , которая, согласно расчетам, составляет $\sim 1,10 \text{ Вт}\cdot\text{м}^{-1}\cdot\text{C}^{-1}$ [20]. Таким образом, можно ожидать, что $\text{Y}_4\text{Al}_2\text{O}_9$ может быть очень многообещающим материалом ТВС [21, 22]. Помимо этого, интерес представляет соединение YAlO_3 , обладающие относительно небольшой плотностью, умеренным коэффициентом теплового расширения и фазовой стабильностью, причем это покрытие перспективно как в качестве теплобарьерного, так и в качестве жаростойкого.

1. Методика исследований

В качестве подложек для исследования покрытия были выбраны подложки на основе технически чистого молибдена (МЧ ГОСТ 25442-82) и сплава Inconel 718, на поверхность которых было нанесено покрытие Y-Al-O с помощью установки ННВ-6.6 И1. Схема проведения эксперимента при одновременном осаждении покрытия из двух электродуговых испарителей с однокомпонентными катодами, с вращением рабочего стола вокруг своей оси при различных скоростях ($\omega = 2,5 \text{ об}/\text{мин}$) представлена на рис. 1. При нанесении покрытия Y-Al-O процесс осуществлялся при ассистировании плазменным источником с полым катодом, через который подавалась смесь кислорода и аргона в объемном соотношении 1:1, ток разряда составлял 55 А. Ток на дуговых испарителях составлял 60 А и 80 А для иттрия и алюминия соответственно, давление в камере составляло 0,3 Па. Время осаждения покрытия составляло 2 часа.

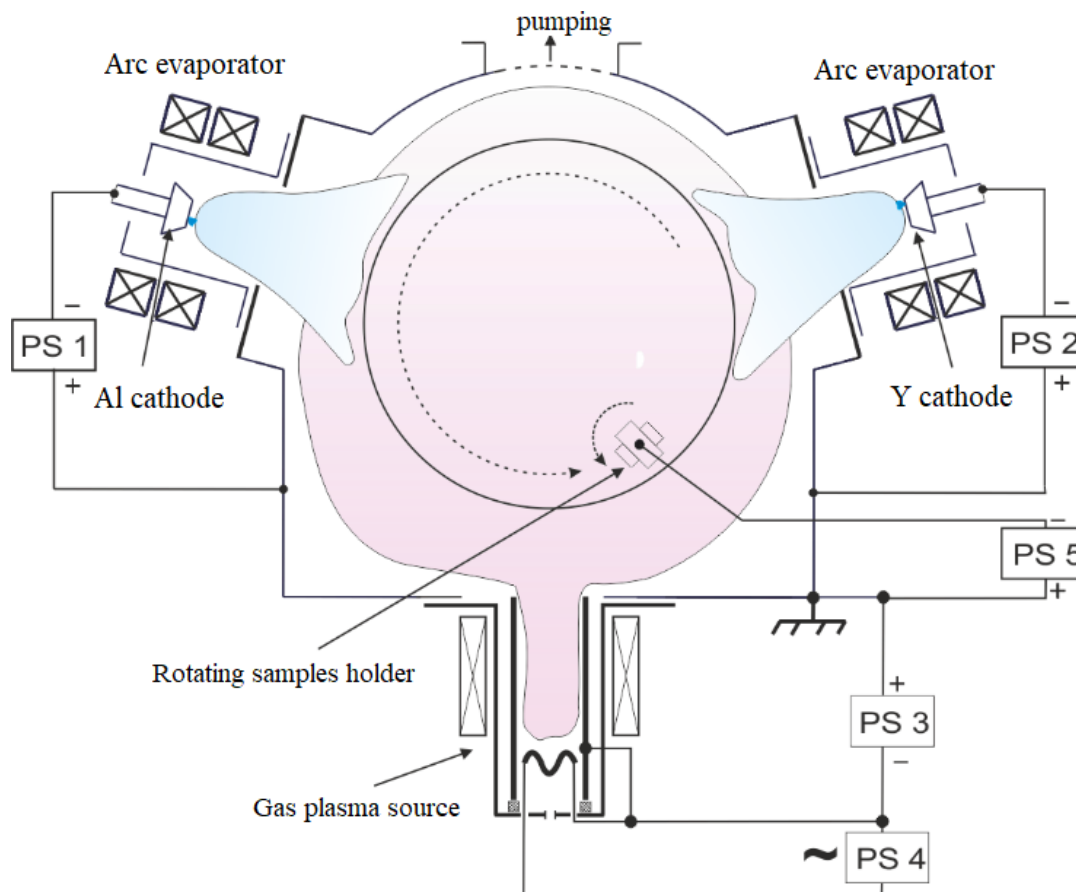


Рис. 1. Схема осаждения покрытия

Fig. 1. Coating deposition scheme

После осаждения покрытий образцы были подвергнуты термообработке в вакуумной печи со следующим режимом: нагрев со скоростью $10\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{мин}$ до температуры $550\text{ }^{\circ}\text{C}$, затем выдержка при этой температуре в течение 30 минут, затем нагрев до температуры $800\text{ }^{\circ}\text{C}$ и выдержка в течение 1 часа при той же температуре.

Для исследования качественного фазового состава и исследования фазовой стабильности покрытия в режиме реального времени при нагреве образца на воздухе до $1300\text{ }^{\circ}\text{C}$ использовался источник синхротронного излучения – накопитель электронов ВЭПП-3 Института Ядерной Физики Сибирского Отделения Российской Академии Наук (ИЯФ СО РАН), высокотемпературная рентгеновская камера Anton Paar НТК-2000, пози-

ционно-чувствительный однокоординатный детектор ОД-3М-350 программное обеспечение – программа для обработки результатов измерений Fityk v.1.3.1. Режим съемки на источнике синхротронного излучения представлен в табл. 1. Режим съемки образцов был следующим: длина волны излучения – $0,172\text{ нм}$, диапазон температур – $30\text{--}1300\text{ }^{\circ}\text{C}$, скорость нагрева образца – $20\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{мин}$, время накопления рентгенограммы – $1\text{ мин}/\text{кадр}$, диапазон углов дифракции $25\text{--}55^{\circ}$.

Для проведения рентгенофазового анализа покрытия использовался дифрактометр Bruker D2 Phaser, оснащенный твердотельным позиционно-чувствительным детектором LYNXEYE и пакетом программ DIFFRAC.SUITE.

Для проведения растровой электронной микроскопии покрытие было нанесено на образцы из молибдена, для съемки использовался электронный микроскоп JEOL JSM-6390. Для получения изображения поверхности шлифа использовался режим вторичных электронов.

2. Результаты и их обсуждение

2.1. Растровая электронная микроскопия

Для изучения структуры нанесенного покрытия до и после термообработки были подготовлены плоские шлифы образцов с покрытиями, нанесенными на молибденовую подложку. На рис. 2 представлен анализ структуры покрытия после осаждения без последующей термообработки, который показал, что покрытие имеет плотную структуру, граница раздела «покрытие-подложка» четко различима и не имеет видимых дефектов. Высветленные области, вероятно, свидетельствуют о формировании диэлектрических оксидов системы Y-Al-O,

также различим адгезионный подслоя из интерметаллидов Y-Al. Толщина полученного покрытия составляет приблизительно 10 мкм.

После проведенной вакуумной термообработки (рис. 3) покрытие не отслоилось и не растрескалось, что является подтверждением правильного выбора режима осаждения. Структура покрытия осталась плотной, появления диффузионной зоны не наблюдается, явно выражена граница раздела «покрытие-подложка», что может несколько ухудшить адгезию покрытия во время работы в реальных условиях. По-прежнему различим адгезионный подслоя Y-Al.

Анализ снимков покрытия после повышения температуры термообработки (рис. 4) показал, что в системе «покрытие-подложка» сформировалась явно выражена диффузионная зона, что может улучшать адгезию керамического покрытия. Покрытие по-прежнему сохраняет плотную структуру без расслоений и сколов, что видно на рис. 4.

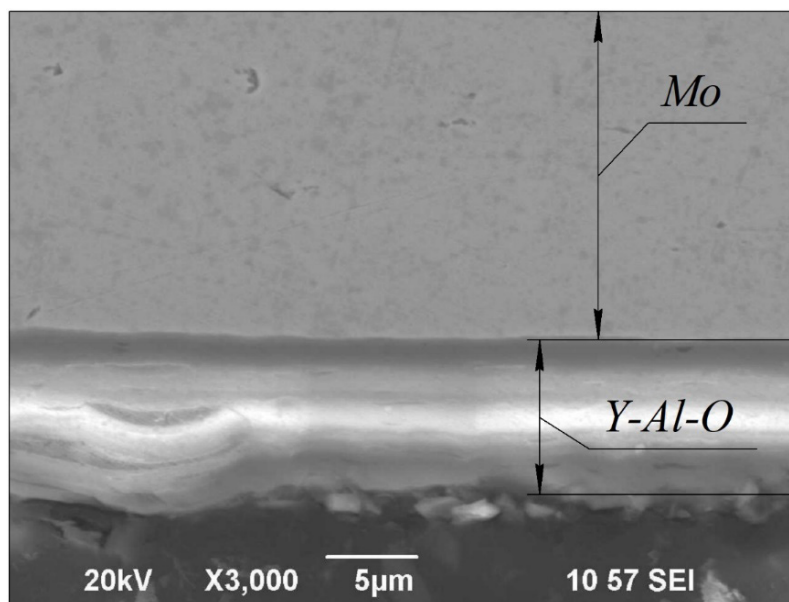


Рис. 2. Структура покрытия после осаждения, термообработка отсутствует

Fig. 2. Deposited coating structure, no annealing

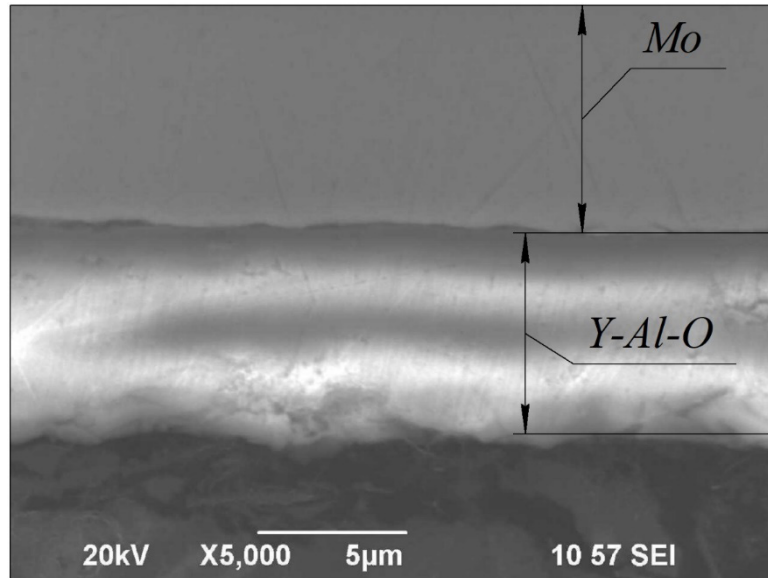


Рис. 3. Структура покрытия Y-Al-O после термообработки в вакууме при температуре 800 °С на молибденовой подложке

Fig. 3. Y-Al-O coating structure after vacuum annealing at 800 °C on molybdenum substrate

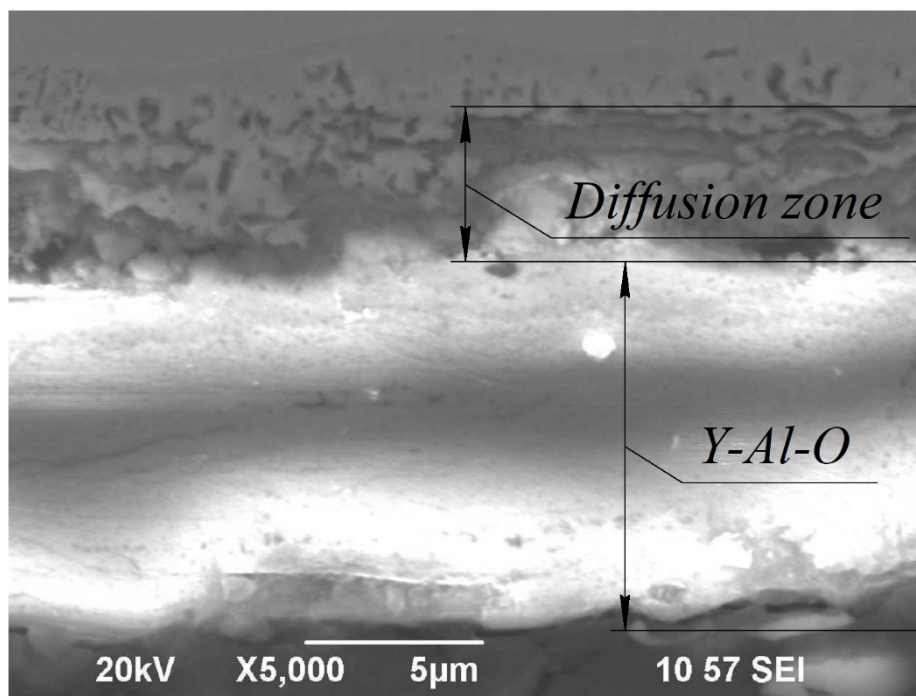


Рис. 4. Структура покрытия Y-Al-O после термообработки в вакууме при температуре 1200 °С на молибденовой подложке

Fig. 4. Y-Al-O coating structure after vacuum annealing at 1200 °C on molybdenum substrate

На рис. 5, показаны результаты энергодисперсионного анализа диффузионной зоны,

которая сформировалась в ходе термообработки при температуре 1200 °С.

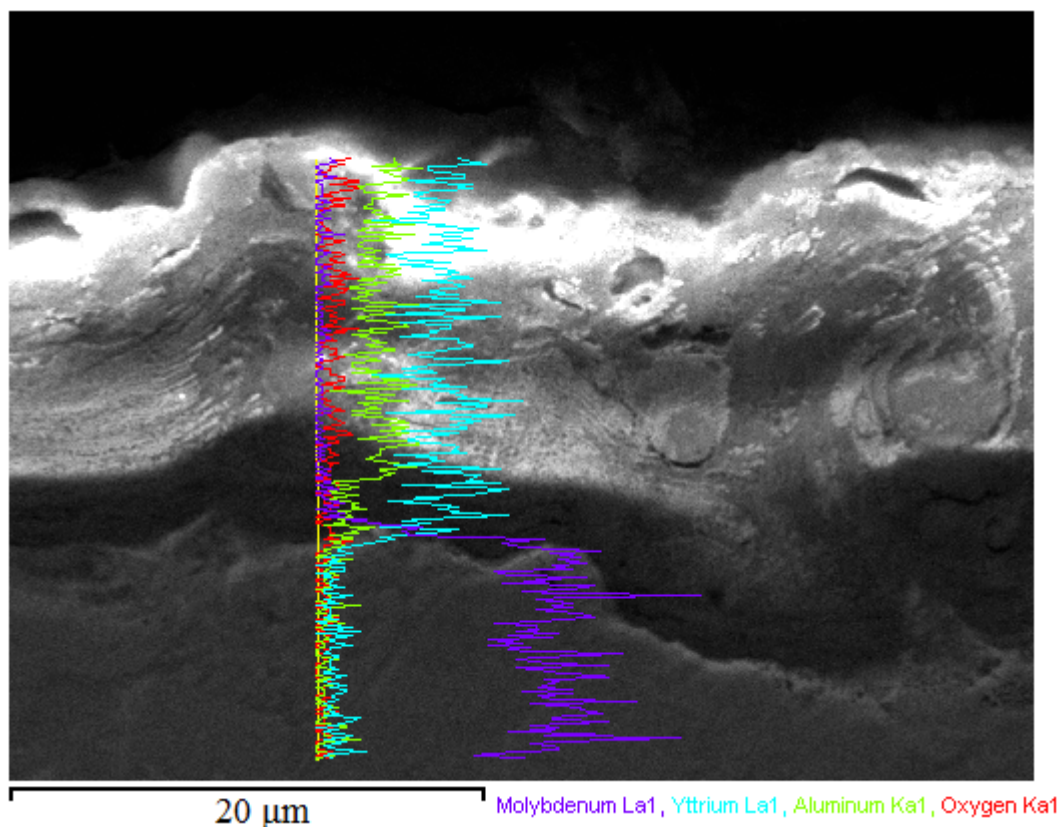


Рис. 5. Положение линии на образце, по которой был проведен химический анализ

Fig. 5. The position of the line on the sample, along which the chemical analysis was carried out

Результаты исследования химического состава показывают, что в диффузионной зоне присутствуют такие элементы, как иттрий, молибден и алюминий, что свидетельствует о взаимной диффузии иттрия и алюминия из покрытия в подложку с возможным формированием интерметаллидов Y-Al-Mo в ходе термообработки, часть молибдена, в свою очередь, продиффундировала в покрытие Y-Al-O. Это может привести к дестабилизации и деградации покрытия в ходе работы в реальных условиях, однако для анализа стабильности требуются дальнейшие исследования.

2.2 Рентгенофазовый анализ

На рис. 6 показана дифрактограмма покрытия системы Y-Al-O, которое было нанесено на сплав Inconel 718 без последующей термообработки.

Анализ дифрактограммы показал, что покрытие на подложке из сплава Inconel 718 имеет аморфную структуру, характерную для покрытий, полученных методом вакуумно-дугового осаждения. Рефлексов подложки на дифрактограмме не наблюдается, в то же время явно выражены дифракционные максимумы алюминия и интерметаллида YAl_2 , аморфное гало, по-видимому, принадлежит различным оксидам системы Y-Al-O или Y-O. Причина сильной выраженности рефлексов алюминия может заключаться в некотором остаточном количестве непрореагировавшего металла. Для изучения процессов кристаллизации покрытия Y-Al-O во время нагрева в атмосфере был проведен нагрев до температуры 1300 °С.

На рис. 7 показана рентгенограмма покрытия Y-Al-O, которое было подвергнуто нагреву до температуры 1300 °С после осаждения.

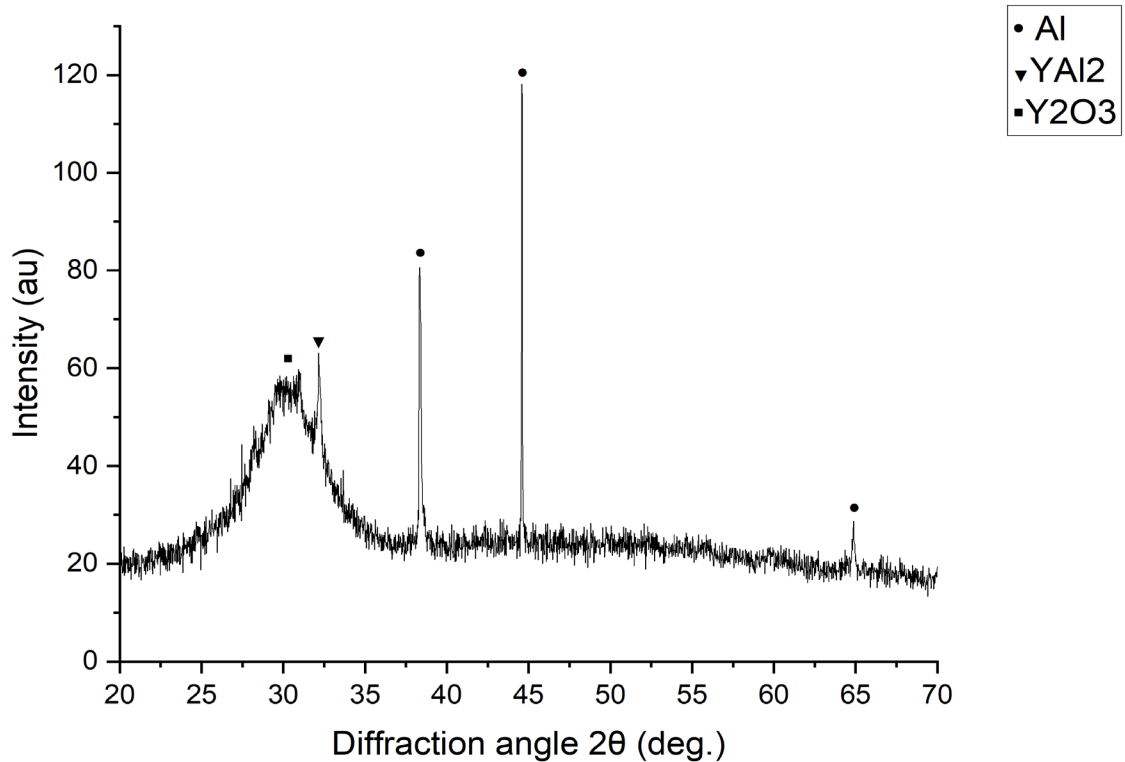


Рис. 6. Дифрактограмма покрытия Y-Al-O на сплаве Inconel 718 без термообработки

Fig. 6. X-ray diffraction pattern of Y-Al-O coating on Inconel 718 alloy without heat treatment

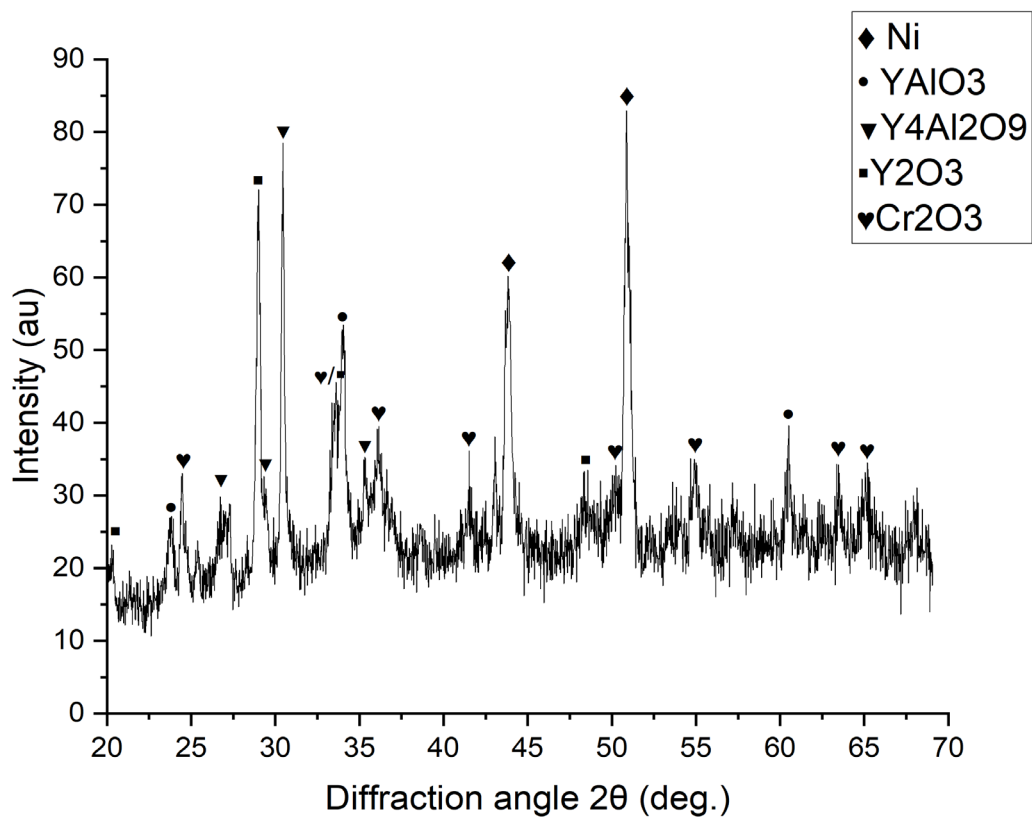


Рис. 7. Дифрактограмма покрытия Y-Al-O на сплаве Inconel 718 после нагрева до температуры 1300 °C на воздухе

Fig. 7. X-ray diffraction pattern of Y-Al-O coating on Inconel 718 alloy after heating to 1300 °C in air

Анализ дифрактограммы показал, что нагрев покрытия Y-Al-O до температуры 1300 °C на воздухе приводит к его кристаллизации и формированию в нем смеси оксидов. Помимо рефлексов подложки (никеля, из которого преимущественно состоит сплав Inconel 718), в покрытии наблюдаются рефлексы оксида Cr_2O_3 , что свидетельствует о диффузии кислорода к подложке с последующим окислением сплава в процессе нагрева. Помимо этого, на дифрактограмме ярко выражены максимумы оксида $\text{Y}_4\text{Al}_2\text{O}_9$, кроме этой фазы в покрытии также присутствуют оксиды Y_2O_3 и YAlO_3 . Окисление подложки с формированием оксидов хрома может привести к разрушению покрытия вследствие возникновения напряжений в покрытии и его отслоению, следовательно, для обеспечения защитных функций покрытия необхо-

димо проводить термообработку в вакууме для предотвращения миграции кислорода к материалу подложки.

2.3 Рентгенофазовый анализ с использованием *in situ* синхротронного излучения при высокой температуре в атмосфере

Для изучения поведения покрытия во время кристаллизации на воздухе была использована *in situ* съемка покрытия на источнике синхротронного излучения ВЭПП-3. На рис. 8 представлено трехмерное представление набора дифрактограмм в проекции «угол дифракции-интенсивность-температура», полученное при нагреве до 1300 °C и выдержке в течение часа при той же температуре. Каждая дифрактограмма в наборе соответствует 1 минуте съемки в реальном времени.

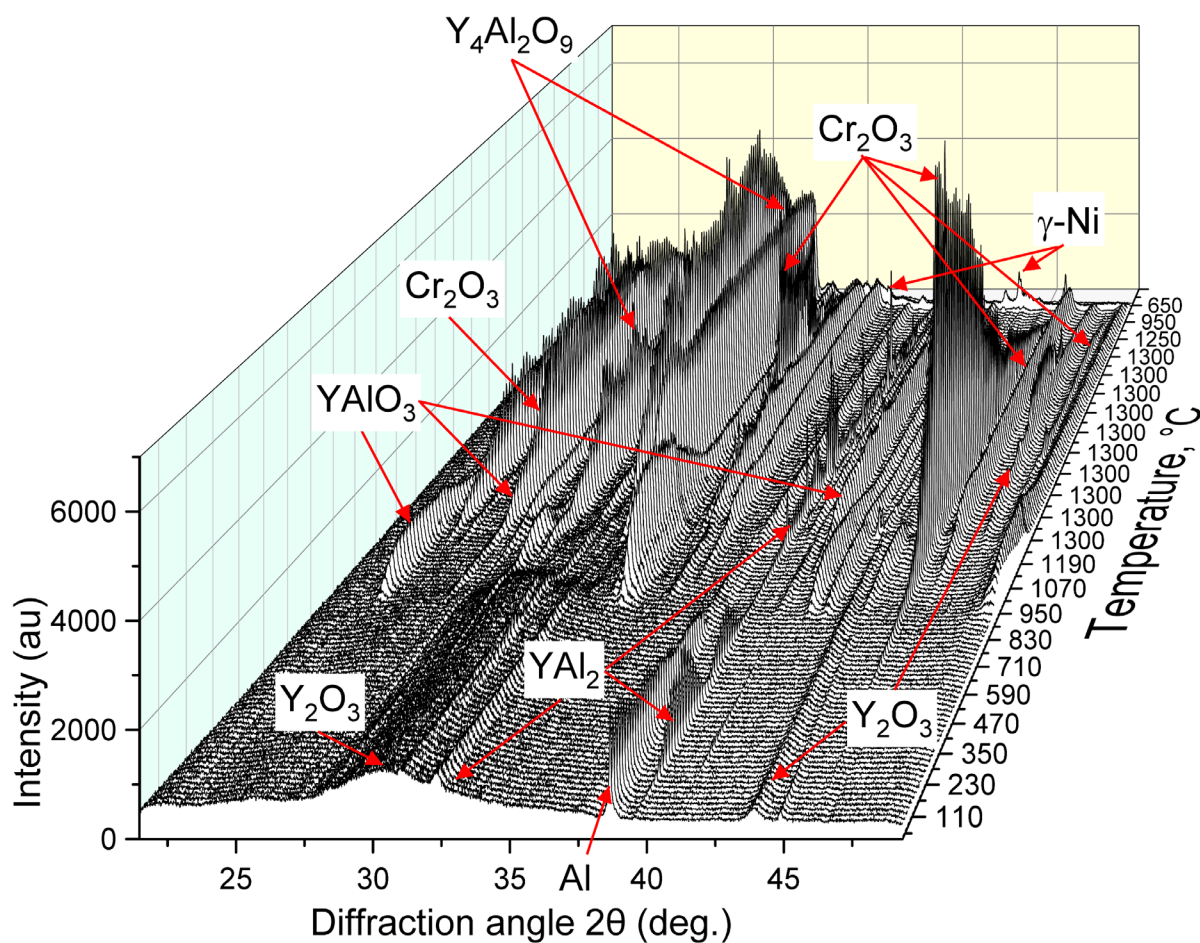


Рис. 8. Трехмерное представление набора дифрактограмм во время нагрева покрытия Y-Al-O на Inconel 718

Fig. 8. 3D representation of a set of diffractograms during heating of a Y-Al-O coating on an Inconel 718

В исходном состоянии покрытие представляет собой аморфную структуру, на рентгенограмме наблюдается плавное повышение дифрагированной интенсивности с максимумом в области углов дифракции $2\theta \sim 30\text{--}31^\circ$. Регистрируются также несколько рефлексов, относящихся, по-видимому, к алюминию, интенсивность рефлексов которого резко убывает по мере роста температуры, и интерметаллиду YAl_2 . Вероятно, уменьшение интенсивностей рефлексов алюминия и интерметаллида YAl_2 связано с испарением алюминия и протеканием в покрытии химических реакций. После нагрева и выдержки при температуре 1300°C на воздухе аморфная компонента полностью исчезает (начало кристаллизации происходит при температуре $\sim 900^\circ\text{C}$) и образуется смесь оксидов, состоящая из $Y_4Al_2O_9$, Y_2O_3 и Cr_2O_3 . Также после начала кристаллизации проявляются пики перовскитной фазы $YAlO_3$. Появление пиков оксида хрома Cr_2O_3 , которые были обнаружены при съемке на рентгеновском дифрактометре, происходит при температуре $\sim 1300^\circ\text{C}$.

Выводы

В результате исследований покрытий была показана возможность получения покрытия на основе системы Y-Al-O при помощи катодно-дугового осаждения с плазменным ассистированием в смеси реакционного газа кислорода и аргона с последующей термообработкой. После осаждения покрытие имеет аморфную структуру, которая приобретает кристаллическое строение после отжига при температуре 800°C в течении 1 часа в вакууме. Покрытие имеет плотную структуру без трещин и расслоений как после осаждения, так и после термообработки.

Результаты рентгеноструктурного анализа показывают формирование в покрытии фаз $Y_4Al_2O_9$, Y_2O_3 , $YAlO_3$, а также Cr_2O_3 . В случае исследования на источнике синхротронного излучения при нагреве до температуры 1300°C на воздухе покрытие также

кристаллизуется при температуре $\sim 900^\circ\text{C}$ с формированием вышеупомянутых фаз.

Благодарности / Acknowledgments

Исследование выполнено при финансовой поддержке в рамках проекта Российского Научного Фонда № 22-19-20119.

The study was financially supported by the Russian Science Foundation, project No. 22-19-20119.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Vaßen R., Jarligo M. O., Steinke T., Mack D. E., Stöver D. Overview on advanced thermal barrier coatings // *Surface and Coatings Technology*. 2010. V. 205, Iss. 4. P. 938–942. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2010.08.151.
2. Bacos M. P., Dorvaux J. M., Lavigne O., Mévrel R., Poulain M., Rio C., Vidal-Sétif M. H. Performance and degradation mechanisms of thermal barrier coatings for turbine blades: a review of Onera activities // *Aerospace Lab*. 2011. V. 3. P. 1–11.
3. Schulz U., Leyens C., Fritscher K., Peters M., Saruhan-Brings B., Lavigne O., Dorvaux J. M., Poulain M., Mévrel R., Caliez M. Some recent trends in research and technology of advanced thermal barrier coatings // *Aerospace Science and technology*. 2003. V. 7, Iss. 1. P. 73–80. DOI: 10.1016/S1270-9638(02)00003-2.
4. Clarke D. R., Levi C. G. Materials design for the next generation thermal barrier coatings // *Annual review of materials research*. 2003. V. 33, Iss. 1. P. 383–417. DOI: 10.1146/annurev.matsci.33.011403.113718.
5. Darolia R. Development of strong, oxidation and corrosion resistant nickel-based superalloys: critical review of challenges, progress and prospects // *International materials reviews*. 2019. V. 64, Iss. 6. P. 355–380. DOI: 10.1080/09506608.2018.1516713.
6. Taylor M. P., Evans H. E., Stekovic S., Hardy M. C. The oxidation characteristics of the nickel-based superalloy, RR1000, at temperatures of $700\text{--}900^\circ\text{C}$ // *Materials at High Temperatures*. 2012. V. 29, Iss. 2. P. 145–150. DOI: 10.3184/096034012X13341417107382.
7. Zheng L., Zhang M., Dong J. Oxidation behavior and mechanism of powder metallurgy Rene95 nickel-based superalloy between 800 and 1000°C // *Applied Surface Science*. 2010. V. 256, Iss. 24. P. 7510–7515. DOI: 10.1016/j.apsusc.2010.05.098.
8. Caron P., Lavigne O. Recent studies at Onera on superalloys for single crystal turbine blades // *Aerospace Lab*. 2011. V. 3. P. 1–14.

9. Yoo Y. S. Nickel based superalloys // *Korean J. Chem. Eng.* 2014. V. 17. P. 1–9.
10. Mondal K., Nuñez L., Downey C. M., van Rooyen I. J. Thermal barrier coatings overview: Design, manufacturing, and applications in high-temperature industries // *Industrial & Engineering Chemistry Research*. 2021. V. 60, Iss. 17. P. 6061–6077. DOI: 10.1021/acs.iecr.1c00788.
11. Hu L. F., Wang C. A., Huang Y. Porous yttria-stabilized zirconia ceramics with ultra-low thermal conductivity // *Journal of Materials Science*. 2010. V. 45, Iss. 12. P. 3242–3246. DOI: 10.1007/s10853-010-4331-9.
13. Muboyadzhyan S. A., Budinovsky S. A., Gayamov A. M., Matveev P. V. High-temperature heat-resistant coatings and heat-resistant layers for heat protective coatings // *Aviation Materials and Technologies*. 2013. V. 26, Iss. 1. P. 17–20.
14. Clarke D. R., Oechsner M., Padture N. P. Thermal-barrier coatings for more efficient gas-turbine engines // *MRS bulletin*. 2012. V. 37, Iss. 10. P. 891–898. DOI: 10.1557/mrs.2012.232.
15. Padture N. P. Advanced structural ceramics in aerospace propulsion // *Nature materials*. 2016. V. 15, Iss. 8. P. 804–809. DOI: 10.1038/nmat4687.
16. Liu B., Liu Y., Zhu C., Xiang H., Chen H., Sun L., Gao Y., Yanchun Zhou Y. Advances on strategies for searching for next generation thermal barrier coating materials // *Journal of Materials Science & Technology*. 2019. V. 35, Iss. 5. P. 833–851. DOI: 10.1016/j.jmst.2018.11.016.
17. Cao X. Q., Vassen R., Stoeber D. Ceramic materials for thermal barrier coatings // *Journal of the European Ceramic Society*. 2004. V. 24, Iss. 1. P. 1–10. DOI: 10.1016/S0955-2219(03)00129-8.
18. Sitnikov I. V., Maximov D. A., Batrakov V. N., Boronnikov Yu. A. Development of heat-resistant thermal barrier coating for parts of gas turbine engines and gas turbine installations // *Bulletin of Perm National Research Polytechnic University. Aerospace Engineering*. 2022. V. 68. P. 5–10.
19. Shi M., Xue Z., Zhang Z., Ji X., Byon E., Zhang S. Effect of spraying powder characteristics on mechanical and thermal shock properties of plasma-sprayed YSZ thermal barrier coating // *Surface and Coatings Technology*. 2020. V. 395. Article number 125913. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2020.125913.
20. Zhan X., Li Z., Liu B., Wang J., Zhou Y., Hu Z. Theoretical prediction of elastic stiffness and minimum lattice thermal conductivity of $Y_3Al_5O_{12}$, $YAlO_3$ and $Y_4Al_2O_9$ // *Journal of the American Ceramic Society*. 2012. V. 95, Iss. 4. P. 1429–1434. DOI: 10.1111/j.1551-2916.2012.05118.x.
21. Zhou X., Xu Z., Fan X., Zhao S., Cao X., He L. $Y_4Al_2O_9$ ceramics as a novel thermal barrier coating material for high-temperature applications // *Materials Letters*. 2014. V. 134. P. 146–148. DOI: 10.1016/j.matlet.2014.07.027.
22. Zhan X., Li Z., Liu B., Wang J., Zhou Y., Hu Z. Theoretical prediction of elastic stiffness and minimum lattice thermal conductivity of $Y_3Al_5O_{12}$, $YAlO_3$ and $Y_4Al_2O_9$ // *Journal of the American Ceramic Society*. 2012. V. 95, Iss. 4. P. 1429–1434. DOI: 10.1111/j.1551-2916.2012.05118.x.